

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2001年2月15日 (15.02.2001)

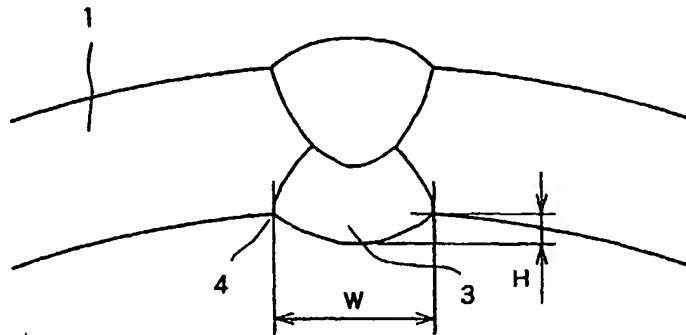
PCT

(10) 国際公開番号
WO 01/10591 A1

- (51) 国際特許分類: B23K 9/02, 9/23 市左京区高野蓼原町33-1-106 Kyoto (JP). 近藤邦夫 (KONDO, Kunio) [JP/JP]; 〒669-1324 兵庫県三田市ゆりのき台一丁目11-2 Hyogo (JP). 小川和博 (OGAWA, Kazuhiro) [JP/JP]; 〒662-0881 兵庫県西宮市上ヶ原7番町2-57 Hyogo (JP). 濱田昌彦 (HAMADA, Masahiko) [JP/JP]; 〒660-0892 兵庫県尼崎市南塚口町6丁目9-3-504 Hyogo (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP00/05296
- (22) 国際出願日: 2000年8月7日 (07.08.2000)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ: 特願平11/224671 1999年8月6日 (06.08.1999) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 住友金属工業株式会社 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) [JP/JP]; 〒541-0041 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号 Osaka (JP).
- (74) 代理人: 森 道雄, 外 (MORI, Michio et al.); 〒660-0892 兵庫県尼崎市東難波町五丁目17番23号 住友生命尼崎ビル 穂上特許事務所 Hyogo (JP).
- (81) 指定国 (国内): US.
- (84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告書
- (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 榑田隆弘 (KUSHIDA, Takahiro) [JP/JP]; 〒661-0022 兵庫県尼崎市尾浜町二丁目4-1-603 Hyogo (JP). 大村朋彦 (OMURA, Tomohiko) [JP/JP]; 〒606-8101 京都府京都
- 2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: MARTENSITE STAINLESS STEEL WELDED STEEL PIPE

(54) 発明の名称: マルテンサイト系ステンレス鋼溶接鋼管



(57) Abstract: A large-diameter, thick-walled martensite stainless steel welded steel pipe, wherein a protrusion of a weld bead at an inner seam of the pipe is limited in size based on a conditional expression involving bead width and height, and yield strengths of a base material and a weld metal, thereby providing an excellent corrosion resistance, especially a stress corrosion cracking resistance (SCC resistance) at an inner seam of the pipe. A proper selection of a chemical composition can further enhance corrosion resistance such as sulfide stress cracking resistance (sour resistance) and carbon dioxide corrosion resistance. This welded steel pipe is particularly suitable for a pipeline steel pipe for transporting crude oil, natural gas or the like that are strong in metal corroding action and omitted in dehydrating treating.

[続葉有]



(57) 要約:

本発明は、大径厚肉のマルテンサイト系ステンレス鋼の溶接鋼管に関する。この溶接鋼管では、内面のシーム部の溶接ビードの突起の大きさが、ビードの幅と高さ、および母材と溶接金属の耐力を考慮した条件式を基に、小さく制限されている。そのために、この溶接鋼管は、母材部および管内面のシーム部の耐食性、特に耐応力腐食割れ性（耐 S C C 性）に優れている。化学組成の選択により、耐硫化物応力割れ性（耐サワー性）、耐炭酸ガス腐食性等の耐食性をさらに向上させることができる。この溶接鋼管は、金属を腐食する作用が強い、脱水処理が省略された原油、天然ガス等を搬送するためのパイプライン用の鋼管として、特に好適である。

明細書

マルテンサイト系ステンレス鋼溶接鋼管

5 技術分野

- 本発明は、耐食性、特に耐応力腐食割れ性に優れたマルテンサイト系ステンレス鋼の溶接鋼管に関する。さらに詳しくは、石油や天然ガスのような金属を腐食しやすい流体を輸送するパイプライン、特にトランクラインに用いられる溶接鋼管で、外径が20インチを超え、肉厚が0.5インチを超えるような大径厚肉のマルテンサイト系ステンレス鋼溶接鋼管に関する。

背景技術

- 石油や天然ガスのような金属を腐食しやすい流体を輸送するパイプライン、なかでもトランクラインには、外径が20インチを超え、肉厚が0.5インチを超えるような大径厚肉の鋼管が広く用いられている。

- このような大径厚肉の鋼管は、通常、厚鋼板や熱延鋼帯をオープンパイプ状やスパイラル状に曲げ成形した後、突き合わせ部を溶接する方法で製造される。このような方法で製造される鋼管は、UO鋼管、スパイラル鋼管などと呼ばれている。

- UO鋼管は、その名称に付けられたアルファベット文字（UとO）で表される成形工程で製造される。この工程の場合には、厚鋼板をUプレスを用いてオープンパイプ状に曲げ成形し、それに続いて、Oプレスによって端面を突き合わせてパイプ状とした後、突き合わせ部を溶接する方法が採られる。

また、スパイラル鋼管は、熱延鋼帯をスパイラル状に順次曲げてパイプ状に成形し、その鋼帯端面同士の突き合わせ部を溶接する方法で製造

される。

大径厚肉鋼管の製造方法には、上記以外の製造方法もある。例えば、厚鋼板をロールベンダーと称される 3 ロール式のロール成形機を用いてパイプ状に曲げ成形した後、厚鋼板の端面同士の突き合わせ部をシーム
5 溶接する方法である。

これら大径厚肉の溶接鋼管の製造には、サブマージアーク溶接法（以下、S A W 法という）が広く用いられる。大径厚肉鋼管の溶接の際には、通常、管の内面側と外面側からそれぞれ一層ずつの溶接が行われる。この他、材料の肉厚が大きい場合には、片側を 2 層以上溶接する 3
10 層以上の多層盛り溶接が行われることもある。

従来、石油や天然ガスのような金属を腐食しやすい流体の輸送に用いられる大径厚肉の溶接鋼管の製造には、炭素鋼または高々 1 質量%程度の C r を含む低合金鋼の母材鋼板と溶接材料が用いられていた。耐食性に劣る炭素鋼で製造された大径厚肉の溶接鋼管が使われているのは、炭
15 素鋼の方が、経済的に有利なためである。しかし、炭素鋼は耐食性に劣る。そのため、炭素鋼の溶接鋼管で構成されたパイプラインでは、輸送前に、油井から採取した原油や天然ガスに脱水処理を施して、流体の腐食作用を下げる操作が採られている。

しかし、脱水処理設備とその設備を据え付けるプラットフォームの建設費が高い。そのために、脱水処理設備を省略し、パイプライン用の鋼管に、耐食性のよい材料を用いる方法が採用されはじめた。耐食性に優れた材料としては、ステンレス鋼が対象にされている。

この場合には、採掘場所では脱水処理設備やそのためのプラットフォームが不要なため、従来は掘削できなかった水平油井のように小規模な油田やガス田の開発に極めて有利である。具体的には、パイプラインにより、既存のプラットフォームに原油等を輸送し、そこでまとめて効率的
25

に脱水処理することができるという利点がある。

また、北海油田のように、今後開発が検討される北緯70度以上の高緯度地方では、海上の波浪の観点からプラットフォームの建設自体が困難である。その場合には、脱水処理を施さない原油等をパイプラインで

5 輸送する必要がある。

このような背景から、脱水処理が省略された、金属を腐食しやすい流体の輸送用の大径厚肉の溶接鋼管が要求されるようになってきた。

上記のような流体の輸送に適した耐食性のよいステンレス鋼やその鋼からなる継目無鋼管、または比較的小径薄肉の電縫鋼管やレーザ溶接鋼管については、いくつかの提案がなされている。また、ステンレス鋼からなる大径厚肉の溶接鋼管については、例えば特開平10-60599号公報や特開平12-8144号公報に、溶接鋼管とその母材が開示されている。

上記の用途に対しては、経済性の観点から、主として、9-13質量%のCrを含むマルテンサイト系ステンレス鋼が用いられている。マルテンサイト系ステンレス鋼は、経済性に加えて、上記のような環境下で十分な耐食性をもっており、熱間加工性に優れているので、溶接鋼管の素材である厚鋼板や熱延鋼板を製造しやすいからである。

そして、これらのステンレス鋼の母材やシーム部の溶接金属は、いずれも耐応力腐食割れ性（以下、耐SCC性という）、耐炭酸ガス腐食性（以下、耐CO₂性という）、耐硫化物応力割れ性（以下、耐サワー性という）に優れていると考えられていた。

しかし、脱水処理が省略された腐食作用のある流体を輸送するためのパイプラインに、マルテンサイト系ステンレス鋼で製造された溶接鋼管を適用した場合、管内面の溶接部に応力腐食割れ（以下、SCCという）が発生しやすいということが分かってきた。特に、SAW法によっ

て製造された溶接鋼管で、管内外面の溶接ビードが切削除去されていない大径厚肉の溶接鋼管に、ＳＣＣが生じる傾向が見られる。さらに、耐ＳＣＣ性を備えている場合でも、母材および溶接金属が耐サワー性に劣り、溶接金属は溶接高温割れ性にも劣る場合があることが分かってきた。

発明の開示

本発明は、母材部および管内面のシーム部の耐食性、特に耐応力腐食割れ性（耐ＳＣＣ性）に優れ、さらに耐硫化物応力割れ性（耐サワー性）、耐炭酸ガス腐食性（耐ＣＯ₂性）に優れた大径厚肉のマルテンサイト系ステンレス鋼溶接鋼管を提供することを目的とする。

本発明のステンレス鋼溶接鋼管は、質量％で、Ｃ：０．０５％以下、Ｃｒ：９－２０％を含み、金属組織がマルテンサイト相単相、またはフェライト相を含むマルテンサイト相主体のステンレス鋼の母材と、質量％で、Ｃ：０．１％以下、Ｃｒ：７－２０％を含み、金属組織がオーステナイト相を含むマルテンサイト相主体のステンレス鋼のシーム部の溶接金属で構成されている。さらに、本発明の溶接鋼管は、管内面のシーム部の溶接ビードが下記（１）式を満足する。

$$L \leq 0.2 \times W \quad (1)$$

ここで、Ｌ：シーム部の溶接ビードのうち、下記（２）式で求められる値ｈが１．２５を超える部分のビード長さ

$$h = \{ 1 + (2 \times H / W) \} \times (Y S_{B100} / Y S_{W100}) \quad (2)$$

ただし、Ｈ：ビードの管内面からの高さ（ｍｍ）

Ｗ：ビードの幅（ｍｍ）

ＹＳ_{B100}：１００℃での母材の耐力（ＭＰａ）

ＹＳ_{W100}：１００℃での溶接金属の耐力（ＭＰａ）

母材および溶接金属の金属組織は、体積％で、母材ではマルテンサイト相 55-90％、フェライト相 10-45％で、溶接金属ではマルテンサイト相 70-95％、オーステナイト相 5-30％で構成されていることが望ましい。

- 5 また、本発明の溶接鋼管の母材およびシーム部の溶接金属の C、Cr 以外の化学成分の含有量は、下記の範囲が望ましい。

母材は質量％で、

	Si : 0.01-1％、	sol.Al : 0.001-0.1％、
	Mn : 0.05-2％、	V : 0-0.5％、
10	Ni : 0-9％、	Zr : 0-0.5％、
	Mo : 0-5％、	Ca : 0-0.05％、
	W : 0-6％、	Mg : 0-0.05％、
	Cu : 0-5％、	Ti : 0.1％以下、
	残部 : Fe、不純物	

- 15 溶接金属は質量％で、

	Si : 0.01-1％、	sol.Al : 0.001-0.1％、
	Mn : 0.05-2％、	V : 0-0.3％、
	Ni : 0-10％、	Zr : 0-0.3％
	Mo : 0-5％、	Ca : 0-0.03％、
20	W : 0-3％、	Mg : 0-0.03％、
	Cu : 0-3％、	Ti : 0.1％以下、
	残部 : Fe、不純物	

- 25 なお、不純物中の P、S および O（酸素）は、母材、溶接金属ともに、P : 0.025％以下、S : 0.01％以下、O : 0.01％以下、N は母材は 0.02％以下、溶接金属は 0.05％以下であるのが望ましい。

上記の溶接鋼管が、本発明の基本的な溶接鋼管であり、上記の条件を

満足する本発明の溶接鋼管は、特に耐SCC性に優れている。この鋼管の母材は熱間圧延のまま製管に用いられたものでもよい。また、この鋼管は、溶接後、母材の熱影響部の熱処理および溶接金属部の熱処理を省略しても、十分な耐SCC性と耐CO₂性を備えている。

- 5 本発明の基本的な溶接鋼管において、母材のCr、NiおよびTiの含有量が、質量%で下記の範囲であり、かつ下記(3)および(4)式を満足するのが望ましい。この場合には、母材は熱間圧延のままでも、耐SCC性に加えて、耐サワー性に優れており、溶接後の溶接部の熱処理を省略しても、これらの耐食性を満足する。

- 10 Cr: 11-20%、 Ti: 0.05%以下、
Ni: 3-7%、

$$Cr + 1.5Mo - Ni - 0.4Cu - 14 \geq 0 \quad (3)$$

$$Cr + 1.5Mo - 2Ni - 0.8Cu - 12.5 \leq 0 \quad (4)$$

- また、前記の基本的な溶接鋼管において、母材のCr、Ni、MoおよびTi含有量、溶接金属のCr、Ni、Mo、WおよびTi含有量が
15 下記の組み合わせであり、かつ溶接金属の化学組成が下記(5)および(6)式を満足するのが望ましい。この場合には、溶接後の熱処理を省略しても、母材および溶接金属の靱性と強度に優れており、かつ溶接金属部の耐サワー性および耐溶接高温割れ性に優れている。

- 20 母材 Cr: 15-20%、 Mo: 1.5-4%、
Ni: 4-7%、 Ti: 0.015%以下、
溶接金属 Cr: 11-18%、 Mo: 1.5-4%、
Ni: 5-10%、 W: 0-4%
Ti: 0.03%以下、

$$25 -1 \leq Cr + Mo - 1.7Ni \leq 13 - 220 \times O \text{ (酸素)} \quad (5)$$

$$25 \leq Cr + Mo + 1.8Ni \leq 30 \quad (6)$$

上記の溶接鋼管のほかに、本発明の基本的な溶接鋼管において、母材

とシーム部の溶接金属がそれぞれ質量％で下記の化学組成を備える場合には、耐ＳＣＣ性にもっとも優れている。

5	母材	Ｓｉ：０．５％以下、	Ｔｉ：０．１％以下、
		Ｍｎ：１％以下、	Ｃｕ：０－３％、
		Ｃｒ：９－１７％、	Ｖ：０－０．３％
		Ｎｉ：０－９％、	Ｃａ：０－０．０１％、
		Ｗ：０－１％、	残部：Ｆｅ、不純物
10	溶接金属	Ｃ：０．０５％以下、	Ｔｉ：０．１％以下、
		Ｓｉ：０．５％以下、	Ｃｕ：０－３％、
		Ｍｎ：１％以下、	Ｖ：０－０．２％、
		Ｃｒ：９－２０％、	Ｃａ：０－０．０１％、
		Ｎｉ：０－９％、	Ｂ：０－０．０１％、
		Ｗ：０－３％、	残部：Ｆｅ、不純物、

上記の本発明の溶接鋼管は、脱水処理が省略された原油や天然ガスを搬送するためのパイプライン用の鋼管としての使用にもっとも好適である。

なお、本発明は、大径厚肉の溶接鋼管を対象としており、大径とは２０インチ（５０８ｍｍ）以上、厚肉とは０．５インチ（１２．７ｍｍ）以上程度を意味する。また、マルテンサイト相主体とは、マルテンサイト相の割合が５０体積％を超えることを意味する。

図面の簡単な説明

図１は、大径厚肉の一般的な溶接鋼管のシーム部の横断面構造を説明するための模式図である。

図２Ａ、図２Ｂは、実施例の試験における耐ＳＣＣ性、耐サワー性試験のための曲げ応力の付与方法を説明するための図で、図２Ａは曲げ応力を付与するための治具の断面図、図２Ｂは４点曲げ応力を付与した状

態を示す図である。

図 3 は、実施例 1 および 2 で用いた片面溶接部材の溶接部の横断面構造を示す模式図である。

図 4 は、実施例の試験における試験片の採取位置を示す図で、片面溶接部材から、耐 S C C 性、耐サワー性試験用の 4 点曲げ試験片を採取した位置を示す図である。

図 5 は、実施例の試験における試験片の採取位置を示す図で、溶接鋼管から、耐 S C C 性、耐サワー性試験用の 4 点曲げ試験片を採取した位置を示す図である。

10

発明を実施するための最良の形態

前述のように、脱水処理が省略された原油や天然ガスは、金属を腐食する作用を持っている。このような流体を搬送するためのパイプラインに、S A W 法によって製造されたマルテンサイト系ステンレス鋼の大径厚肉の溶接鋼管を適用した場合、通常、管内面のシーム溶接部に応力腐食割れ（S C C）が発生しやすい。

本発明者らは、上記の S C C は主に溶接ビードの止端部で発生することおよびその原因を解明し、本発明を完成させた。

図 1 は、大径厚肉の一般的な溶接鋼管のシーム溶接部の横断面構造を説明するための模式図である。

本発明の溶接鋼管 1 では、前述のように、管内面の溶接部の凸部の大きさおよびその数を、管内面側の溶接ビード 3 の幅と高さ、および母材と溶接金属の温度 1 0 0 °C における耐力を考慮することによって制限した。そのために、溶接ビードの形状に起因する溶接ビード止端部 4 への応力集中が抑制されるとともに、1 0 0 °C までの高温における母材と溶接金属の強度差に起因する割れの発生を防止することが可能となった。特に、この 2 つの相乗効果による S C C の発生を防止する効果が大き

25

い。したがって、本発明の溶接鋼管は、高濃度の塩化物および CO_2 を含む 100°C 程度までの高温の流体中であっても、良好な耐 SCC 性を発揮する。

管内面の溶接ビード3の止端部4で SCC が発生しやすい理由を、さらに具体的に説明すると次のとおりである。

マルテンサイト系ステンレス鋼の溶接鋼管を製造する場合、溶接材料（溶接ワイヤ）には、一般に、22質量%以上の Cr を含むフェライト相とオーステナイト相からなる2相ステンレス鋼や、25質量%以上の Cr を含むスーパー2相ステンレス鋼が用いられる。前記の溶接材料のうち、2相ステンレス鋼は母材よりも耐食性に優れ、スーパー2相ステンレス鋼は母材よりも耐食性と強度に優れている。一方、溶接材料として、母材と同じ成分系のマルテンサイト系の溶接材料が用いられる場合には、溶接金属中にオーステナイト相が生成する化学組成の溶接材料が選ばれる。その理由は、マルテンサイト系ステンレス鋼は溶接低温割れ感受性が高いので、オーステナイト相を存在させることにより、低温割れを抑制するためである。なお、溶接金属中にフェライト相が存在するような場合には、溶接高温割れを起こしやすいので、溶接金属の金属組織はマルテンサイト相とオーステナイト相の2相とする。

このようなオーステナイト相を含む2相組織の溶接金属は、実質的にマルテンサイト単相組織の母材に比べて、 100°C 程度までの高温での強度低下、特に耐力の低下が著しい。したがって、使用時の高温環境下では、溶接金属の耐力は母材の耐力を下回る。特に、パイプラインに適用される場合には、使用中に引張りのフープストレスが生じるので、耐力が低い溶接金属には母材以上の歪みが生じる。溶接ビードの止端部に SCC が発生しやすいのは、引張応力とこの溶接ビードへの応力集中とが重畳し、止端部の溶接金属側にかかる歪みが過度に大きくなるからである。本発明の溶接鋼管では、以下に説明する手段によって、管内面の

溶接ビードの止端部に歪みが発生するのを防止している。そのために、S C Cが発生しにくい。

以下に、本発明の溶接鋼管について、具体的に説明する。なお、化学成分の含有量の％表示は、質量％を意味する。

5 管内面の溶接ビードの形状：

本発明では、管内面における溶接ビードの高さ指数 h を下記の(2)式で規定する。

$$h = \{ 1 + (2 \times H / W) \} \times (Y S_{B100} / Y S_{W100}) \quad (2)$$

(2)式における H (mm) は、管内面側の溶接ビード3の管内面から
10 の高さ(溶接ビードと母材の境界部からの高さ)、 W (mm) は溶接ビード3の幅、 $Y S_{B100}$ (MPa) は母材の100℃における耐力、 $Y S_{W100}$ (MPa) は溶接金属の100℃での耐力を示す。

本発明の溶接鋼管では、上記(2)式で表される指数 $h = 1.25$ を基準の指数とする。そして、 h が1.25を超える凸部の溶接鋼管の溶
15 接ビード方向の長さ L を求め、 L が下記(1)式を満足するものとする。

$$L \leq 0.2 \times W \quad (1)$$

$h = 1.25$ と(1)式の組合せにより、耐S C C性を評価するのは、この組合せがもっとも正確に耐S C C性を把握できるからである。

20 ここで、溶接ビード方向とは、スパイラル溶接鋼管の場合には、スパイラル状のシーム部の溶接線方向を意味する。また、上記の基準は、特に、脱水処理が施されていない流体で、塩化物が多く炭酸ガスを含む高温の原油等の搬送に適用される溶接鋼管の耐S C C性の評価に極めて有効である。

25 上記(2)式において、母材および溶接金属の耐力を100℃における値で規定したのは、本発明の溶接鋼管が主に用いられるパイプラインにおいては、通常、鋼管内の温度は高くても100℃程度であるからで

ある。

母材および溶接金属の金属組織：

母材の金属組織は、フェライト相を含むマルテンサイト相主体の組織
5 とする。母材はマルテンサイト相単相でも差し支えないが、単相の場合
には、溶接鋼管製造用の素材である厚鋼板や熱延鋼板の強度が高すぎて
加工しにくいこと、溶接鋼管を製造後熱処理なしで溶接のまま使用しに
くいこと等、使用条件に制限が生じる。したがって、適度な強度を得る
ために、母材の金属組織は、マルテンサイト相が50体積%を超え、フ
10 エライト相を含む組織とする。ただし、フェライト相は0%でもよい。
金属組織に占める望ましいマルテンサイト相の体積割合は、55-90
%である。残部がフェライト相であり、その望ましい体積割合は10-
45%である。

母材の強度は、熱間圧延のまま、または溶接製管のままで、API規
15 格に規定されるX-80グレード相当の強度（耐力が551-689M
Pa）であることが望ましい。そのような強度とするには、第2相とし
て、軟らかいフェライト相、すなわち、 δ フェライト相を含む組織とす
る必要がある。マルテンサイト相の割合が90体積%を超えると、強度
が高くなりすぎ、パイプラインを施設する施工の際に、溶接部に局部変
20 形が発生することがある。そのために、マルテンサイト相を90体積%
以下、すなわちフェライト相の割合を10%以上とし、強度の上昇を抑
えるのが望ましい。一方、マルテンサイト相の割合が55体積%未満で
は、X-80グレード相当の耐力が確保できない場合がある。したがっ
て、マルテンサイト相の体積割合は、55-90%が望ましい。

25 金属組織中に占めるマルテンサイト相とフェライト相の体積割合は、
点算法により求めることができる。この方法では、まず倍率1000倍
で金属組織の顕微鏡写真（7.3cm×9.5cm）を5視野撮影し、

さらに4倍に拡大してプリントする。次に、この写真に5mmピッチで
升目を描き、格子点がマルテンサイト相中にあれば1点、フェライト相
中にあれば0点、マルテンサイト相とフェライト相の境界にあれば0.
5点として全格子について調べる。さらに、合計点数を算出し、各相の
5 点数を合計点数で割って各相の割合を求める。この値が各相の体積割合
を表す。

溶接金属の金属組織は、マルテンサイト相を主体とし、オーステナイト相を含む組織とする。オーステナイト相を含む組織とするのは、溶接金属部の強度、靱性、冷間加工性および耐溶接高温割れ性を確保するためである。オーステナイト相の割合は5-30体積%で、マルテンサイト相の割合は70-95体積%が望ましい。特に、溶接金属部のO(酸素)含有量が高くなりやすい溶融溶接法の場合には、靱性を確保する観点から、オーステナイト相を含む組織が有効である。

なお、マルテンサイト組織中のオーステナイト相の体積割合(%)
15 は、次の方法によって求めることができる。鋼管または鋼板について、
圧延方向および圧延方向に直角な方向の縦断面、表面に平行な断面の3
つの断面を対象に、Co-K α 線を1次X線とするX線回折法により、
マルテンサイト相の{211}回折線に対するオーステナイト相の{2
20}回折線の強度比を測定する。そして、3つの断面の測定値を基に
20 オーステナイト相の体積割合を計算し、その結果の平均値を求める。

ただし、マルテンサイト相とオーステナイト相とでは、回折線の強度
が異なるので、装置毎の特性による誤差が生じる。このため、所定の相
比に混合された、マルテンサイト系ステンレス鋼およびオーステナイト
系ステンレス鋼の標準試料を用いて強度補正を行う必要がある。

25 母材および溶接金属の化学組成：

C：C含有量が多い場合には、母材、溶接金属ともに硬さが硬くなる。
硬さが硬いと、耐SCC性や耐サワー性が低下するので、C含有量は低

い方がよい。特に、母材についてはC含有量が低い方がよく、C含有量が0.05%を超える場合には、溶接熱影響部における硬化が著しくなる。その場合には、母材と溶接金属部との耐力の差が大きくなり、溶接ビード止端部における溶接金属部と溶接熱影響部との境界の溶接金属側に歪みが集中しやすい。そのような溶接鋼管が、脱水処理が施されておらず、かつ炭酸ガス環境下で塩化物を多く含む高温の流体の搬送に適用されると、応力腐食割れを起こしやすい。また、微量の硫化水素が含まれる環境下では、耐サワー性が著しく低下する。

したがって、母材のC含有量は0.05%以下とした。溶接金属は母材より高い強度を得ることができるように、C含有量の上限は母材より高い方がよく、0.1%以下とした。望ましいC含有量は、母材では0.03%以下、溶接金属では、0.05%以下である。

Cr: Crは耐食性、特に耐CO₂性を向上させる元素である。母材のCr含有量が9%未満、溶接金属のCr含有量が7%未満の場合には、脱水処理を省略した炭酸ガスを含む天然ガスや原油のような金属を腐食しやすい流体の輸送用の鋼管としては、耐CO₂性が十分でない。したがって、Cr含有量の下限は、母材は9%、溶接金属は7%とする。

Cr含有量の上限は、母材および溶接金属ともに20%とする。母材のCr含有量が20%を超えると、マルテンサイト変態開始温度(Ms点)が低下するので、マルテンサイト相を主体とする金属組織を得るのが難しい。特に、熱間圧延のままの状態の鋼板を溶接鋼管製造用の母材として使用する場合、マルテンサイト相の割合の望ましい下限である55体積%を確保しにくくなる。

また、溶接金属のCr含有量が20%を超えると、フェライト相が生成しやすくなる。その場合には、溶接金属部の金属組織が、マルテンサイト相を主体とし、オーステナイト相を含む2相組織にならない。

したがって、母材のCr含有量は9-20%、溶接金属のCr含有量は7-20%とした。なお、耐CO₂性は、Cr含有量が高いほど向上する。そのために、Cr含有量の望ましい範囲は、母材では11-20%、さらに望ましくは15-20%、溶接金属では、11-18%、より望ましくは11-15%である。

なお、Crの含有量は、母材と溶接金属の耐サワー性、溶接金属の溶接高温割れ性などにも重要な影響を及ぼす。これらの耐食性に対しては、オーステナイト相形成元素であるNi等の他の元素の含有量の影響もある。したがって、後述するように、Cr含有量は、それらの元素の含有量を考慮して、選択するのがよい。

以下に説明する元素は、必要に応じて母材に含有させることができる元素である。

Si : Siは母材を製造する際の溶鋼の脱酸、または溶接時の溶融部の脱酸に有効な元素である。ただし、Si含有量が1%を超えると靱性が低下する傾向があるので、Siを脱酸剤として使用する場合には、母材、溶接金属ともに、1%以下とするのが望ましい。より望ましい上限は0.5%である。

なお、Siの脱酸効果を得るには、Si含有量を0.01%以上とするのが望ましい。より望ましい下限は、0.05%である。

したがって、Siを含む場合の望ましい含有量は、0.01-1%、より望ましくは、0.05-0.5%である。

Mn : Mnは母材を製造する際の溶鋼の脱酸、または溶接時の溶融部の脱酸および鋼の熱間加工性を向上させるのに有効な元素である。これらの効果を得るためには、母材、溶接金属ともに0.05%以上含有させるのが望ましい。

Mn含有量の上限は、母材、溶接金属ともに2%とするのがよい。母材のMn含有量が2%を超えると、母材製造用の鋳片の内部にMnの偏

析が生じやすく、Mnの偏析に起因する靱性の低下を起こすことがあり、耐SCC性も低下する傾向がある。母材の望ましいMn含有量の上限は1%である。また、溶接金属のMn含有量が2%を超えると、靱性、耐SCC性などが低下しやすい。

- 5 したがって、添加する場合のMn含有量は、母材、溶接金属ともに0.05-2%、望ましくは0.05-1%である。

- Ni：母材に関しては、Niは大入熱溶接における溶接熱影響部の靱性を確保するのに有効な元素である。したがって、その効果を得る必要がある場合に含有させる。その含有量が3%未満では、溶接熱影響部のフェライト量が多くなり、溶接熱影響部の十分な強度と靱性が得られない
10 ことがある。一方、母材のNi含有量が9%を超えると、Ms点が低下して強度が低くなる傾向がある。より望ましい上限は7%である。

- 溶接金属においては、Niはオーステナイト相の割合を高める効果があるので、その効果を得る必要がある場合に含有させる。その効果を得る場合には、Ni含有量は2%以上、または5%以上が望ましい。溶接
15 金属のNi含有量が10%を超えるとNiの効果が飽和し、コスト上昇を招くので、溶接金属のNi含有量の上限は10%とするのがよい。

- したがって、母材がNiを含む場合の望ましい含有量は、3-9%、より望ましくは3-7%または4-7%である。また、溶接金属がNi
20 を含む場合の望ましい含有量は、2-10%、さらに望ましい含有量は5-10%である。なお、CoはNiとほぼ同じ作用を持っているので、Niの一部をCoと置換してもよい。

- Mo、W、Cu：これらの元素は、母材および溶接金属の耐サワー性を向上させる効果を持っているので、溶接鋼管が硫化水素を含む流体の搬
25 送用に用いられる場合に、少なくとも一つの元素を含有させるのがよい。Mo、Cuは耐サワー性の向上効果がとくに大きい。

これらの元素の効果を得るためには、いずれの元素も、母材および溶

接金属ともに0.5%以上含有させるのがよい。しかし、母材に関しては、Moの含有量が5%を超えると、溶接熱影響部の靱性が低下し、Wの含有量が6%、Cuの含有量が5%を超えると、熱間加工性が低下する。また、溶接金属に関しては、Moの含有量が5%を超えると、WとCuの含有量が、それぞれ6%、3%を超えると、耐溶接高温割れ性が低下する。

したがって、これらの元素を添加する場合の含有量は、母材に関しては、MoとCuは0.5-5%、Wは0.5-6%とするのがよい。Mo含有量の望ましい範囲は、1.5-4%、Cu含有量の望ましい範囲は1-3%である。

また、溶接金属に関しては、Moは0.5-5%、WとCuは0.5-3%とするのがよい。Mo含有量の望ましい範囲は、1.5-4%、WとCu含有量の望ましい範囲は1-3%である。

so1. Al: Alは、母材を製造する際の溶鋼または溶接時の溶融金属部の脱酸に有効な元素である。Alの脱酸効果を得るためには、母材、溶接金属ともにso1. Al含有量で0.001%以上とするのがよい。一方、so1. Al含有量が0.1%を超えると、母材または溶接金属中にアルミナクラスターが残存しやすいために、靱性の低下を招く。

したがって、Alを添加する場合には、母材、溶接金属ともに、so1. Al含有量で0.001-0.1%とするのがよい。望ましい含有量の範囲は0.001-0.04%、より望ましくは0.001-0.01%である。

V、Zr: これらの元素はいずれも、鋼中のCとNを炭化物または窒化物として固定し、母材および溶接金属の耐力等の強度のばらつきを少なくする作用を持っている。この効果を得る必要がある場合に、少なくとも一方の元素を含有させるのがよい。その効果は、いずれの元素も0.

0.01%以上で顕著になる。しかし、これらの元素の含有量が母材は0.5%、溶接金属は0.3%を超えると、母材、溶接金属ともに靱性および耐食性が低下する傾向がある。

したがって、これらの元素を添加する場合の望ましい含有量は、母材は0.001-0.5%、さらに望ましくは0.001-0.3%、溶接金属は0.001-0.3%、さらに望ましくは0.001-0.2%である。

Ca、Mg：これらの元素は、母材の熱間加工性を向上させる作用を持っている。また、連続鋳造で母材用の鋳片を鋳造する際のノズルつまりを防止する作用も持っている。このため、これらの効果を得る必要がある場合に少なくとも一方の元素を添加するのがよい。これらの元素の効果は、いずれも0.0005%以上で顕著になる。しかし、いずれの元素も、0.05%を超えると、粗大な酸化物が鋼中に残存しやすいので、母材の靱性が低下しやすくなり、また孔食の起点となって耐食性が低下することがある。

したがって、母材にこれらの元素を含有させる場合には、その含有量は、Ca、Mgともに、0.0005-0.05%とするのがよい。望ましい範囲は、0.0005-0.03%、さらに望ましくは0.0005-0.01%である。

CaとMgは、溶接金属中のSを固定して、耐溶接高温割れ性を向上させる作用を持っている。これらの元素の効果を得るためには、0.0003%以上含有させるのがよい。しかし、これらの元素の含有量が0.03%を超えると溶接金属中に粗大な酸化物が残存しやすく、そのような場合には、靱性が低下するとともに、粗大な酸化物が孔食の起点となって、耐食性が低下することがある。したがって、添加する場合のCa、Mgの望ましい含有量は、いずれも、0.0003-0.03%である。

Ti：金属組織がマルテンサイト相とフェライト相で構成される母材の

場合には、Tiが存在すると、母材の靱性が低下する。特に、Tiの含有量が0.1%を超えると靱性の低下が著しい。したがって、母材のTiの含有量は0.1%以下とするのがよい。望ましいTiの含有量は0.05%以下、さらに望ましくは0.015%以下である。

- 5 一方、Tiは溶接アークを安定化させるために、通常溶接材料に添加される。そのために、Tiは溶接金属中に残存する。Tiの溶接金属の靱性に及ぼす影響は比較的に小さいが、0.1%を超えると靱性が低下する傾向がある。したがって、溶接金属のTi含有量は、0.1%以下が望ましく、より望ましくは0.05%以下、さらに望ましくは0.03%以下である。

不純物中のP、S、N、O：いずれの元素も不純物として存在する元素であり、母材、溶接金属ともに、含有量は低い方がよい。

- Pの含有量が0.025%を超えると、母材および溶接金属の耐食性および靱性が低下しやすい。このため、P含有量は0.025%以下とするのがよい。より望ましくは0.015%以下、さらに望ましくは0.01%以下である。

- Sの含有量が0.01%を超えると、母材の熱間加工性、耐食性および靱性、溶接金属の耐高温割れ性、耐食性および靱性が低下しやすい。したがって、母材、溶接金属ともにS含有量は0.01%以下がよい。より望ましくは0.005%以下、さらに望ましくは0.002%以下である。

- Nの含有量が母材では0.02%、溶接金属では0.05%を超えると、母材に関しては、熱間圧延または溶接のままの状態での靱性および耐食性、溶接金属に関しては靱性と耐食性が低下しやすい。特に、母材における溶接熱影響部の靱性および母材と溶接金属の耐サワー性が低下する傾向がある。このため、母材のN含有量は0.02%以下、溶接金属のN含有量は0.05%以下とするのがよい。より望ましくは、い

れも 0.01% 以下である。

O (酸素) の含有量が 0.01% を超えると、母材および溶接金属の
の靱性および耐食性が低下する傾向がある。このため、O 含有量は 0.
01% 以下とするのがよい。より望ましくは 0.005 以下である。

5 化学組成の好ましい態様：

すでに述べてきたように、本発明の溶接鋼管は、脱水処理が施されて
いない原油等の搬送に適用された場合には、耐 SCC 性に優れている。
また、「発明の開示」の項で記したように、母材または溶接金属が次に
記す化学組成を満たす場合には、本発明の溶接鋼管は、さらに他の有用

10 な特性を備える。

母材の金属組織としては、体積%で、マルテンサイト相の割合 55 –
90%、フェライト相の割合 10 – 45% で構成されていることが望ま
しいことは前記のとおりである。このような金属組織を確保するととも
に、母材鋼板を製造する際の熱間圧延後の熱処理または溶接後の熱処理
15 を省略しても、強度、靱性に優れ、耐サワー性等の耐食性も備える母材
を得るためには、つぎの条件を満足させるのがよい。

母材の Cr、Ni および Ti の含有量を、それぞれ Cr : 11 – 20
%、Ti : 0.05% 以下、Ni : 3 – 7% とする。そして、母材が Mo
を含む場合は、これらの元素を含めた含有量が、下記の (3) 式およ
20 び (4) 式を同時に満足するようにする。(3) 式はフェライト相の割
合 10 体積% 以上、マルテンサイト相の割合 90 体積% 以下を得るのに
好適な条件で、(4) 式はマルテンサイト相の割合 55 体積% 以上、フ
ェライト相の割合 45 体積% 以下を得るのに好適な条件である。

なお、(3) 式および (4) 式中の元素記号は、鋼中に含まれる各元
25 素の含有量 (質量%) を表す。

$$\text{Cr} + 1.5\text{Mo} - \text{Ni} - 0.4\text{Cu} - 14 \geq 0 \quad (3)$$

$$\text{Cr} + 1.5\text{Mo} - 2\text{Ni} - 0.8\text{Cu} - 12.5 \leq 0 \quad (4)$$

溶接金属については、5-30体積%のオーステナイト相を含むマルテンサイト組織で構成されていることが望ましいことを、すでに述べた。このような金属組織が望ましいのは、溶接時の溶融状態から凝固する過程で割れ（溶接高温割れと呼ばれる）が生じないようにするためと

5 溶接金属の強度および靱性を向上させるためである。この割れが生じないようにするためには、凝固過程および凝固後の冷却過程で適当量のフェライト相が存在し、温度が約200℃まで降下する間にフェライト相が消失するような化学組成を選ぶのがよい。

このような凝固過程でのフェライト相の存在する条件をを考慮し、さらに常温で5-30体積%のオーステナイト相を含むマルテンサイト組織で構成される溶接金属部とするのがよい。そのためには、フェライト生成元素であるCr、Moの含有量とオーステナイト生成元素であるNi含有量を同時に考慮した適正量を選ぶのが望ましい。本発明の溶接鋼管の場合には、母材のCr、Ni、Mo、Tiの含有量を、それぞれ

15 Cr:15-20%、Ni:4-7%、Mo:1.5-4%、Ti:0.015%以下の範囲、溶接金属のCr、Ni、Mo、W、Tiを、それぞれCr:11-18%、Ni:5-10%、Mo:1.5-4%、W:0-4%、Ti:0.03%以下の範囲とし、かつ下記の(5)式および(6)式を満足させるのがよい。

$$20 \quad -1 \leq Cr + Mo - 1.7Ni \leq 13 - 220 \times O \text{ (酸素)} \quad (5)$$

$$25 \leq Cr + Mo + 1.8Ni \leq 30 \quad (6)$$

(5)式は凝固過程でのフェライト相を考慮した式であり、「Cr + Mo - 1.7 × Ni」の項は、フェライト相の生成傾向を表す実験式である。この項の値が小さいほどフェライト相の生成量が減少する。ただし、この項の値が-1未満では、凝固直後の高温下でフェライト相が存在しないので、溶接高温割れが発生しやすい。一方、この項の値が大き

25 し、この項の値が-1未満では、凝固直後の高温下でフェライト相が存在しないので、溶接高温割れが発生しやすい。一方、この項の値が大きすぎると、フェライト相の生成量が過多となるので、靱性が低下する。

この溶接金属の靱性には、O（酸素）含有量の影響が大きい。O含有量を考慮した式「 $Cr + Mo - 1.7 \times Ni \leq 13 - 220 \times O$ 」を満足すれば、十分な靱性を持つ溶接金属が得られる。

（6）式において、「 $Cr + Mo + 1.8 \times Ni$ 」の項は、オーステナイト相の生成傾向を表す実験式である。この項の値が25未満では、オーステナイト相の生成量が少ないので、十分な靱性が得られない。一方、この項の値が30を超えると、オーステナイト相の生成量が多すぎ、十分な引張強さおよび耐力が確保できない。

ここで、溶接金属の十分な引張強さとは、継手引張試験において、母材部で破断が生じ、溶接金属部では破断しないことを意味する。本発明の溶接鋼管の場合、強度をX80グレード以上（耐力551MPa以上）とするためには、溶接金属の引張強さは650MPa以上とするのがよい。

本発明の溶接鋼管は、母材が前記の（3）および（4）式、溶接金属が（5）および（6）式を満足する組み合わせの場合には、さらに特性に優れた溶接鋼管が得られる。

上記の溶接鋼管のほかに、母材の化学組成が、C：0.05%以下、Si：0.5%以下、Mn：1%以下、Cr：9-17%、Ni：0-9%、W：0-1%、Cu：0-3%、V：0-0.3%、Ca：0-0.01%、Ti：0.1%以下、残部：Feと不純物からなり、溶接金属の化学組成が、C：0.05%以下、Si：0.5%以下、Mn：1%以下、Cr：9-20%、Ni：0-9%、W：0-3%、Cu：0-3%、V：0-0.2%、Ca：0-0.01%、B：0-0.01%、Ti：0.1%以下、残部：Fe、不純物からなり、かつ溶接ビードの凸部が、前記（1）式を満足する場合には、耐SCC性にもっとも優れている。

パイプライン用鋼管としての使用：

- 本発明の溶接鋼管は、脱水処理が省略された原油や天然ガスを搬送するためのパイプライン用の鋼管として使用することがもっとも有効である。特に、パイプライン敷設時に、鋼管の端面同士を溶接によって接続した場合、溶接部と母材の熱影響部を後熱処理することなく、溶接のまま使用することもできる。鋼管の端面同士の溶接には、S A W法、T I G法、M I G法、M A G法などの溶接法を適用することができる。

溶接鋼管の製造方法：

- 本発明の溶接鋼管は、通常の溶接鋼管の製造方法によって製造することができる。一般的な製造方法はつぎのとおりである。
- 10 まず、熱延鋼板または厚鋼板を製品の鋼管の外周長さとほぼ同じ幅に切断する。次に、Cプレス、UプレスおよびOプレスにより成形するU O E法を用いて円筒状に成形する。その突き合わせ部分をS A W溶接して溶接鋼管とする。成形の段階では、U O法、スパイラル法、ロールベンド法などを採用してもよい。
- 15 溶接条件や使用するフラックスや溶接ワイヤは、溶接金属の化学組成等を考慮して選べばよい。硬度の微調整が必要な場合は、焼戻し処理等を施してもよい。
- 用いる母材の化学組成は、溶接鋼管の用途等に応じて、前記の条件を考慮して適宜選択すればよい。
- 20 母材の熱延鋼板および厚鋼板の製造方法についても、一般的に採用されている方法によればよい。連続鑄造されたスラブを熱間圧延する方法、鋼塊を分塊圧延および熱間圧延する方法により、熱延鋼板または厚鋼板を製造すればよい。

- なお、フェライト相の割合10－45体積％（マルテンサイト相55－90体積％）の母材を製造する場合には、熱間圧延前の素材鋼の加熱温度は、1100℃－1250℃とするのが望ましい。加熱温度が1250℃を超えるとフェライト相が多く析出し、製品の金属組織がマルテ

ンサイト相主体とならないことがあるからである。また、1100℃未満では、素材鋼の変形抵抗が大きく、熱間圧延にくい。

実施例

5 実施例1-3に共通する試験方法は次のとおりである。なお、図3は、後述する実施例1および2で用いた片面溶接部材7の溶接部の横断面構造を示す模式図である。

耐SCC性試験：試験片のサイズは、厚さ5mm、幅25.4mm、長さ165mmで、各試験条件毎に、実施例1の場合は1個、実施例2および3の場合は2個の試験片を準備した。曲げ応力は、図2Aおよび図2Bに示すように、試験片5を曲げ付与治具6にセットして、たわみ量が Y (mm)となるように付与した。なお、 Y は、図2Bに示す式の中の σ (曲げ付与応力)として、室温での母材の耐力(YS)に等しい値の応力を付与したときのたわみ量である。このたわみ量を付与した状態
10 の試験片をオートクレーブ処理した。その処理条件は、雰囲気が30気圧の CO_2 ガス、試験溶液は温度100℃、NaCl濃度10質量%の水溶液、溶液中の浸漬時間は720時間である。処理後の試験片を目視観察して割れの発生の有無を調べた。なお、目視観察のみでは割れの発生の有無が明確に確認できないものについては、その断面を研磨した
15 後、光学顕微鏡で観察して割れの発生の有無を確認した。

評価は、試験片の個数が1個の場合は、割れの発生が認められなかったケースは良好「○」、割れが発生したケースは不良「×」とした。試験片の個数が2個の場合は、割れの発生が2個とも認められなかったケースは良好「○」、1個に割れが発生したケースはやや不良「△」、2
25 個とも割れたケースは不良「×」とした。

耐 CO_2 性試験：試験片のサイズは、厚さ2mm、幅20mm、長さ50mmである。試験片の処理はオートクレーブ処理であり、その処理条

件は、耐 S C C 性試験の場合と同じである。その処理における腐食速度を調べた。

耐 C O₂ 性の評価は、1 年当りに換算した腐食減肉が 0. 1 mm 以下のものを良好「○」、それ以外のものを不良「×」とした。

- 5 耐サワー性試験：試験片の形状と個数は、耐 S C C 性試験の場合と同じである。曲げ応力の付与条件も耐 S C C 性試験の場合と同じである。このたわみ量 Y (mm) を付与した状態でオートクレーブ処理する。オートクレーブ処理条件は、雰囲気が 3 0 気圧の C O₂ ガスと分圧 0. 0 3 気圧の H₂S ガスで、試験溶液は温度 2 5 ℃、p H 4. 5、N a C l 濃度 1 0 質量 % の水溶液、浸漬時間が 7 2 0 時間である。試験後の試験片
- 10 を目視観察し、割れの発生の有無を調べた。なお、目視観察のみでは割れの発生の有無が明確に確認できないものについては、その断面を研磨した後、光学顕微鏡で観察して割れの発生の有無を確認した。

評価は、上記の耐 S C C 性試験の場合と同じである。

15 (実施例 1)

実施例 1 では、溶接ビードの形状と耐 S C C 性との関係を調査した。さらに、化学組成、金属組織および引張特性が異なる母材 5 種類と溶接溶接材料 2 種類の組合せについても調査した。

- 表 1 に、母材である厚鋼板 5 種類 (符号 A - E) の化学組成と金属組織、用いた溶接材料の化学組成 (符号 F、G) およびこれらの母材と溶接金属の組み合わせで得られた溶接金属の化学組成を金属組織 (符号 A - F から E - G) を示す。母材は、いずれもフェライト相を含むマルテンサイト系のステンレス鋼である。各厚鋼板は、その強度が A P I 規格に規定される X 8 0 グレード (耐力 8 0 k s i (5 5 1 M P a) 以上)
- 20 に調整されている。また、溶接試験用の厚鋼板は、そのサイズが、厚さ 1 2. 7 - 2 5. 4 mm、幅 3 0 0 mm、長さ 1 m である。

符号 B、D、E の厚鋼板については、上記の溶接試験用の厚鋼板のほ

かに、幅 1 9 2 0 mm、長さ 6 m の実機製管試験用の鋼板（符号 B は 2 枚）を準備し、S A W 法により外径 6 1 0 mm、長さ 6 m の大径厚肉の溶接鋼管 4 本を製造した。なお、この製管に用いた溶接材料の化学組成は表 1 に示す符号 G である。溶接鋼管に関する試験は、表 4 の試番 3 3
5 - 3 6 に対応している。

幅が 3 0 0 mm の溶接試験用の厚鋼板については、幅方向の一方の端面に、板厚に応じて開先加工を施した後、開先加工部同士を突き合わせ、S A W 法で片面溶接した。図 3 に、この溶接後の試験片（以下、溶接継手とも記す）の溶接ビード部の横断面構造を示す。符号 7 が厚鋼板
10 （母材）であり、符号 2 が溶接金属である。この溶接継手の図 4 に示す位置から、厚さ 5 mm、幅 2 5 . 4 mm、長さ 1 6 5 mm の溶接ビード付きの 4 点曲げ試験片 5 を 2 個ずつ採取し、耐食性試験に供した。なお、長さ 6 m の溶接鋼管については、溶接ビード部の h がもっとも大きいと判断された領域の図 5 に示す位置から耐食性試験片 5 を採取した。
15 また、溶接金属については、2 種類の化学組成を対象としており、上記溶接継手部の溶接材料の化学組成を併せて表 1 に示した。 片面溶接部材 3 2 種類および溶接鋼管の試験片 4 種類について、各試験番号毎の供試材のサイズおよび試験片の溶接ビードの形状を表 2 - 表 4 に示す。

20

25

表 1

区分	符号*1	化 学 組 成 (質量%、残部: Fe, 不純物)										金属組織 (体積%)*1	
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	W	Cu	N	フェライト相	オーステナイト相
母材	A	0.01	0.22	0.41	11.97	6.50	2.48	0.07	—	—	0.004	0	0
	B	0.01	0.21	0.40	12.57	5.27	0.80	0.07	—	—	0.004	11	0
	C	0.01	0.21	1.10	10.40	1.70	0.20	—	—	—	0.004	18	0
	D	0.01	0.25	0.40	12.00	4.00	3.00	0.08	—	—	0.004	32	0
	E	0.01	0.25	0.40	10.00	1.00	0.50	0.08	—	—	0.004	20	0
溶接	F	0.03	0.80	1.00	16.00	8.00	3.50	0.02	2.00	0.20	0.030	—	—
材料	G	0.04	0.15	1.10	14.00	7.00	0.80	0.07	—	—	0.004	—	—
溶接金属	A-F	0.02	0.48	0.68	13.33	7.18	2.71	0.05	0.90	0.10	0.016	0	30
	B-F	0.02	0.48	0.67	13.66	6.50	1.79	0.05	0.91	0.09	0.016	0	19
	B-G	0.02	0.18	1.10	12.02	7.09	0.47	0.03	—	—	0.004	0	6
	C-F	0.02	0.48	1.06	12.47	7.54	1.46	0.01	0.90	0.08	0.016	0	14
	D-F	0.02	0.50	0.67	13.35	5.80	3.00	0.05	0.88	0.12	0.016	0	18
	E-F	0.02	0.50	0.67	12.25	7.15	1.63	0.05	0.90	0.07	0.016	0	5
	E-G	0.02	0.21	0.72	11.80	5.70	0.64	0.08	—	—	0.004	0	3
	B-G	0.03	0.18	0.79	13.36	6.22	0.80	0.07	—	—	0.004	0	3
溶接金属	D-G	0.03	0.20	0.79	13.10	5.65	1.79	0.07	—	—	0.004	0	10
	E-G	0.03	0.20	0.79	12.20	7.80	0.67	0.07	—	—	0.004	0	8

*1: 溶接金属の符号例えば“A-F”は、母材Aと溶接材料Fの組合せを意味する。

表 2

試 番	母 材	溶 接 金 属	寸 法		母材強度 (MPa)			溶接金属強度 (MPa)			溶接ビード形状					耐 SCC 性	耐 CO ₂ 性	耐 サ ワ ー 性
			肉厚 (mm)	外径 (mm)	室 温		100℃		室 温		100℃	Hの範囲 (mm)	Wの範囲 (mm)	hの範囲	h>1.25 の長さ*1 (=L) (mm)	0.2W		
					TS	YS	YS	YS	TS	YS								
1											1.32-2.00	19.0 -23.0	1.26-1.37	全長	3.8	×	○	
2										1.31 -1.50	1.26-1.31		全長	3.8	×	○		
3											19.0		3.8	×	○			
4											9.5		3.8	×	○			
5											5.0	3.8	×	○	○	○		
6	A	F	19.0	-	855	585	556		827	600	490	0.29-1.01	1.26-1.31	3.8	3.8	○	○	
7											1.9			3.8	○	○	○	
8											0.29-1.01	1.15-1.25	全長	3.8	○	○		
9											1.73-2.00	1.26-1.28	全長	5.7	×	○		
10											28.5 -34.2	1.15-1.25	全長	5.7	○	○		
11											0.41-1.52	1.14-1.21	全長	5.7	○	○		
											0.26-1.02		全長	5.7	○	○		

*1: 全長とは、試験片の幅25.4mmを意味する。

表 3

試 番	母 材	溶 接 金 属	寸 法		母材強度 (MPa)			溶接金属強度 (MPa)			溶接ビード形状						耐 サ ワ ー 性	耐 CO ₂ 性	耐 SCC 性
											肉厚 (mm)	外径 (mm)	室 温		100℃	室 温			
			TS	YS	YS	TS	YS	YS											
12		F								0.56-0.84	25.4 -30.5	1.26-1.29	全長	5.1	×	○	○		
13							827	600	494	0.33-0.40		1.23-1.25	0	5.1	○	○	○		
14	B		12.7		776	627	596			2.60-2.97		1.26-1.29	全長	5.1	×	○	○		
15		G						940	670	570	1.88-2.50	1.20-1.25	0	5.1	○	○	○		
16										1.27-2.00	1.15-1.21	0	5.1	○	○	○	○		
17											1.26-1.28	全長	7.6	×	○	—	—		
18										2.69-3.03	38.1 -41.9	1.26-1.28	20.0	7.6	×	○	—		
19									10.0				7.6	×	○	—	—	—	—
20	C	F	25.4		720	570	542	827	600				491	7.5	7.6	○	○	○	○
21												5.0	7.6	○	○	○	—		
22										1.63-2.52		1.19-1.25	0	7.6	○	○	—		
23										1.26-2.00		1.17-1.22	0	7.6	○	○	—		

*1: 全長とは、試験片の幅 25.4 mmを意味する。

表 4

試 番	母 材	溶 接 金 属	寸 法		母材強度 (MPa)			溶接金属強度 (MPa)			溶接ジョイント形状						耐 サ ラ シ 性	耐 CO ₂ 性	耐 腐 性	
			肉厚 (mm)	外径 (mm)	室 温	100℃	室 温	100℃	TS	YS	TS	YS	Hの範囲 (mm)	Wの範囲 (mm)	hの範囲	h>1.25 の長さ*1 (=L) (mm)	0.2W			
24																				
25	D				773	580		534												
26																				
27		F																		
28			19.0	—																
29		E			770	578		532												
30																				
31																				
32																				
33	B		12.7		791	633			940	670	570									
34			19.0	610	790	627														
35	D		25.4		788	591														
36	E		19.0		770	578														

*1: 全長とは、試験片の幅25.4mmを意味する。

なお、表 2 - 表 4 に示す片面溶接部材のうち、試番 3 - 7 は試番 2 と同じ片面溶接部材、試番 18 - 21 は試番 17 と同じ片面溶接部材である。ただし、L の値が表中に示す長さになるように、長さ L 以外の両側部分が、母材表面と同じ高さまで切削加工により除去されている。

- 5 そして、得られた各片面溶接部材と溶接鋼管は、いずれも溶接のまま、つまり溶接後に熱処理を施すことなく、下記の各試験に供した。

各試験片については、引張試験、溶接ビードの形状測定、耐 S C C 性、耐 C O₂ 性および耐サワー性を調査した。

なお、実施例 1 の場合の引張試験条件は下記のとおりである。

- 10 片面溶接部材および溶接鋼管とも、試験片の採取位置は、母材部については鋼板の圧延方向と直交する方向、溶接金属部についてはシーム溶接線方向であり、試験片のサイズは、外径 8 mm、平行部長さ 60 mm である。試験温度は、100℃と室温であり、温度 100℃では母材と溶接金属の耐力 (Y S)、室温では母材と溶接金属の引張強さ (T S)
- 15 と耐力 (Y S) を調べた。

以上の各試験結果を、表 2 - 表 4 に併せて示した。

表 2 - 表 4 に示す結果から下記の事項が明らかである。

- 溶接ビードの形状が本発明で規定する条件を満たす片面溶接部材 (試番 6 - 8、10、11、13、15、16、20 - 23、25、26、
- 20 28、29、31、32) と溶接鋼管 (試番 33 - 36) は、いずれも耐 S C C 性が良好であった。さらに、耐 C O₂ 性も優れていた。

- また、耐サワー性については、母材の鋼の Mo 含有量が低い試番 20 - 23、28、29、31 および 32 の片面溶接部材と試番 36 の溶接鋼管以外は、いずれも良好であった。この結果から、耐サワー性が要求
- 25 される場合には、溶接ビード形状が本発明で規定する条件を満足するようにするとともに、耐サワー性を向上させる他の対策を併用することが望ましいことが確認された。

一方、溶接ビードの形状が本発明で規定する条件を満たさない片面溶接部材（試番 1 - 5、9、12、14、17 - 19、24、27、30）は、いずれも耐 S C C 性が不良であった。

5 なお、試番 20 - 23、28、29、31、32 および 36 については、溶接ビードの形状が本発明で規定する条件を満足しているため、耐 S C C 性に優れ、さらに耐 C O₂ 性にも優れていた。しかし、耐サワー性は十分ではなかった。

（実施例 2）

10 実施例 2 では、本発明で規定する溶接ビードの形状を満足する溶接鋼管、すなわち耐 S C C 性が良好な溶接鋼管を対象に、母材の化学組成および金属組織の望ましい条件を調査した。特に、溶接のままでも、優れた耐サワー性と靱性を持つ母材の条件を確認した。

15 表 5 に試験に供した 26 種類の鋼（母材）の化学組成を示す。鋼 N o. a - u および x - z の 24 種類については、小型の溶解炉で溶製した鋳片を 1200℃ に加熱した後、熱間鍛造して鋼片とし、さらにパス回数 5 回、仕上げ温度 980℃ の条件で熱間圧延して、厚さ 25 mm、幅 120 mm、長さ 400 mm の鋼板に加工した。なお、鋼 N o. s - u の鋼は、従来例の鋼である。また、鋼 N o. v および w は、実機で製造された厚さ 19 mm の製管用の厚鋼板である。

20

25

表 5

鋼 No.	化 学 組 成										(質量%、残部：Fe, 不純物)		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	sol.Al	N	O	その他
a	0.006	0.34	0.60	0.010	0.0008	15.1	4.1	2.9	0.003	0.019	0.004	0.002	V:0.05, Ca:0.0012
b	0.007	0.34	0.55	0.009	0.0008	16.3	5.1	3.1	0.003	0.016	0.005	0.002	V:0.06, Ca:0.0013
c	0.006	0.34	0.91	0.008	0.0009	15.2	5.0	2.8	0.002	0.014	0.005	0.004	V:0.04
d	0.009	0.29	0.51	0.005	0.0008	14.3	3.8	3.3	0.005	0.016	0.005	0.004	V:0.09
e	0.008	0.35	1.27	0.010	0.0009	15.9	4.5	3.2	0.003	0.012	0.002	0.002	V:0.06
f	0.008	0.05	0.58	0.010	0.0009	17.0	5.4	3.6	0.004	0.013	0.002	0.003	V:0.02
g	0.009	0.24	0.48	0.009	0.0008	17.0	5.9	2.7	0.005	0.011	0.002	0.003	—
h	0.009	0.31	0.40	0.006	0.0007	16.0	5.9	2.9	0.003	0.015	0.004	0.004	—
i	0.004	0.65	0.59	0.010	0.0008	14.9	3.5	3.3	0.005	0.013	0.004	0.003	V:0.05, Cu:1.5
j	0.008	0.34	1.08	0.004	0.0009	16.3	4.3	3.1	0.003	0.013	0.002	0.002	V:0.04
k	0.009	0.34	0.34	0.009	0.0008	15.1	4.0	3.1	0.004	0.020	0.005	0.005	V:0.05, Zr:0.6
l	0.008	0.45	0.58	0.010	0.0007	16.1	4.3	3.0	0.005	0.010	0.005	0.002	V:0.05, Ca:0.0015
m	0.009	0.56	1.09	0.009	0.0006	15.0	5.2	3.5	0.003	0.012	0.002	0.002	Ca:0.0014
n	0.006	0.35	0.33	0.008	0.0008	15.9	5.0	4.1	0.005	0.018	0.004	0.002	V:0.48
o	0.005	0.25	0.57	0.005	0.0009	13.5	3.5	3.9	0.005	0.017	0.002	0.002	V:0.06, Ca:0.045
p	0.005	0.39	0.13	0.015	0.0012	13.1	5.8	2.1	0.002	0.010	0.009	0.005	Ca:0.0011
q	0.007	0.31	0.67	0.014	0.0012	17.1	3.8	3.5	0.005	0.011	0.002	0.003	Ca:0.0008
r	0.007	0.71	0.33	0.016	0.0011	15.3	4.5	3.5	0.080	0.019	0.005	0.004	Mg:0.0009
s	0.009	0.70	0.40	0.015	0.0015	14.6	5.4	0.9	0.003	0.013	0.009	0.003	Cu:0.5
t	0.010	0.43	0.49	0.016	0.0012	15.9	6.0	—	0.002	0.012	0.006	0.003	Cu:0.6
u	0.010	0.61	0.50	0.017	0.0015	15.1	6.0	—	0.008	0.012	0.008	0.005	Cu:0.5
v	0.008	0.16	0.42	0.009	0.0010	15.8	5.1	3.1	0.001	0.001	0.007	0.002	V:0.02, Cu:0.3
w	0.008	0.16	0.42	0.009	0.0010	19.5	6.0	1.5	0.001	0.0024	0.005	0.003	Ca:0.0025
x	0.007	0.25	0.45	0.008	0.0010	11.2	2.0	3.3	0.001	0.0015	0.006	0.003	
y	0.006	0.24	0.48	0.012	0.0010	16.1	2.0	—	0.002	0.0022	0.007	0.002	
z	0.008	0.35	0.52	0.011	0.0010	18.8	8.9	2.8	0.002	0.016	0.007	0.002	

溶接材料としては、質量％で、C : 0.01%、Cr : 12%、Ni : 9%、Mo : 3%を含む直径4mmの溶接ワイヤと、高塩基度のボンド型フラックスを準備した。

- そして、実際の溶接鋼管の製造を模擬し、準備した鋼板の圧延方向と
- 5 平行な端面に、角度60度、ルートフェイス高さ13mmのY開先を加工し、加工部同士を突き合わせ溶接した。溶接法は、SAW法による片面溶接で、溶接入熱量7.5kJ/mmとした。

次に、溶接後の母材部と突き合わせ溶接部から、以下に示す試験片を採取し、機械的特性（耐力、靱性）と耐サワー性を調査した。

- 10 耐力測定用の引張試験片は、採取位置が母材の圧延方向と直交する方向であり、形状は直径4mm、標点間距離20mmの丸棒状である。

- 靱性測定用のシャルピー衝撃試験片は、採取位置が圧延方向と直交する方向であり、形状はJIS Z 2202（1980）に規定される4号試験片（長さ：75mm、幅：10mm、ノッチ形状：2mmV
- 15 型）である。このシャルピー衝撃試験片は、母材と突き合わせ溶接部の両方から切り出した。なお、突き合わせ溶接部から切り出した4号試験片のノッチは、溶接ボンド部（溶融した部分と溶融していない部分の境界）に位置させた。また、靱性はvTrsで評価した。

- 耐サワー性調査試験片は、採取位置が圧延方向と直交する方向で、形状は厚さ2mm、幅10mm、長さ75mmで、Vノッチ付きの4号曲
- 20 げ試験用である。採取数は、母材と突き合わせ溶接部のそれぞれについて、板厚方向中央部から2個である。なお、突き合わせ溶接部から切り出した4点曲げ試験片のノッチは、上記のシャルピー衝撃試験片と同様に、溶接ボンド部に位置させた。

- 25 耐サワー性試験の際に付与した曲げ応力は、前記のとおりである。また、試験片の処理条件は、雰囲気が分圧30気圧の炭酸ガスと、0.01気圧のH₂Sガス、溶液は温度25℃、NaCl濃度5質量%の水溶

液、浸漬時間 2 0 0 時間である。耐サワー性の評価方法は、前記のとおりである。

表 6 に、材料特性の調査結果および本発明で規定する母材の望ましい化学組成である (3) 式および (4) 式との関係を確認するための計算

5 値をまとめて示す。

10

15

20

25

表 6

試 鋼 番 号	母材の化学組成特性				母材の材料特性			溶接熱影響部の材料特性		
	f(3)式 の値*2	f(4)式 の値*3	金属組織(体積%)		耐 力 (MPa)	韌 性 vTrs(°C)	耐サワー性	韌 性 vTrs(°C)	耐サワー性	
			フェライト相	マルテンサイト相						
1 a	1.35	-1.25	74	26	595	-58	○	-42		○
2 b	1.85	-1.75	70	30	599	-57	○	-40		○
3 c	0.4	-3.1	86	14	662	-77	○	-59		○
4 d	1.45	-0.85	66	34	586	-51	○	-41		○
5 e	2.2	-0.80	62	38	568	-46	○	-33		○
6 f	3.0	-0.90	61	39	557	-41	○	-22		○
7 g	1.15	-3.25	81	39	648	-78	○	-59		○
8 h	0.45	-3.95	88	12	675	-84	○	-64		○
9 i	1.75	-0.85	64	36	579	-48	○	-34		○
10 j	1.85	-1.75	75	25	601	-56	○	-45		○
11 k	1.75	-0.75	63	37	579	-48	○	-36		○
12 l	2.3	-0.50	60	40	562	-46	○	-27		○
13 m	1.05	-2.65	81	19	637	-66	○	-48		○
14 n	3.05	-0.45	57	43	553	-44	○	-30		○
15 o	1.85	-0.15	60	40	561	-44	○	-26		○
16 p	-3.55	-7.85	100	0	812	-78	△	-56		△
17 q	4.55	2.25	26	74	444	-10	○	15		○
18 r	2.05	-0.95	66	34	575	6	○	25		○
19 s	-3.63	-7.71	100	0	820	-71	×	-58		×
20 t	-4.34	-9.08	100	0	839	-81	×	-64		×
21 u	-5.096	-9.79	100	0	843	-82	×	-56		×
22 v	1.35	-2.25	72	28	590	-55	○	-42		○
23 w	1.75	-2.75	68	32	584	-46	○	-31		○
24 x	0.15	-0.35	60	40	560	-40	○	-25		○
25 y	0.10	-0.40	62	38	567	-48	○	-33		○
26 z	0.10	-7.30	82	18	641	-67	○	-58		○

*1: ○印は良好、×印は不良であったことを示す。

*2: f(3)=Cr+1.5×Mo-Ni-0.4×(Cu+Co)-14

*3: f(4)=Cr+1.5×Mo-2×Ni-0.8×(Cu+Co)-12.5

表 6 に示す結果から下記の事項が明らかである。

試番 1 - 1 5 および 2 2 - 2 6 は、化学組成が (3) 式および (4) 式を満足し、フェライト相の割合が 1 2 - 4 3 体積 % (マルテンサイト相が 5 7 - 8 8 体積 %) であった。そのために、溶接ビード止端部近傍
5 の母材および溶接熱影響部のいずれも耐サワー性、靱性が良好であった。また、耐力も大きく、A P I に規定される X - 8 0 グレード相当の 5 5 1 - 6 7 5 M P a を満足していた。

一方、(3) 式、(4) 式のいずれか一方を満足しない試番 1 6 、 1 7 、 1 9 - 2 1 の場合には、耐サワー性と靱性のうちの少なくとも一方
10 が不良であった。これらのうち、試番 1 9 - 2 1 の従来鋼は、いずれも、化学組成が (3) 式を満たさないために、金属組織がマルテンサイト相単相で、フェライト相が存在しなかった。そのため、靱性は良好なもの、耐力が 8 2 0 - 8 4 3 M P a と異常に高かった。

したがって、耐 S C C 性に加えて、耐サワー性および靱性が要求され
15 る場合には、母材は (3) 式および (4) 式を満足するとともに、フェライト相の割合 4 5 体積 % 以下が望ましいことが確認された。

(実施例 3)

実施例 3 では、本発明で規定する溶接ビードの形状を満足する溶接鋼管、すなわち耐 S C C 性が良好な溶接鋼管を対象に、溶接金属の化学組成および金属組織の望ましい条件を調査した。特に、溶接のままでも、
20 優れた耐サワー性と靱性を持つ溶接金属の条件を確認した。なお、実施例 3 では、溶接高温割れ性についても調査した。

実施例 3 では、溶接金属の望ましい化学組成および金属組織を確認するために、溶接鋼管の溶接部を対象に調査した。そのために、実施例 2
25 で準備した鋼 N o . v と w の厚鋼板を母材とし、この母材をオープンパイプに成形後、その突き合わせ部を S A W 法で溶接して外径 6 0 8 m m (2 4 インチ) 、肉厚 1 9 m m の溶接鋼管を作製した。

化学組成が異なる溶接金属部を形成させるために、製管の際、溶接材料としては表 7 に示す化学組成が相違する 12 種類の直径 4 mm のワイヤを用いた。さらに、塩基度が異なる 2 種類の溶融型フラックスを組み合わせて溶接し、溶接金属の化学組成が異なる 19 種類の溶接鋼管を準備した。なお、溶接条件は、3 電極の S A W 溶接法、入熱量 4.5 kJ/mm である。表 8 に溶接金属の化学組成を示す。

表 7

符号	溶接材料の化学組成 (単位: 質量%, 残部: Fe、不純物)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti
W1	0.007	0.33	0.52	0.013	0.002	2.4	12.2	3.11	0.011
W2	0.011	0.31	0.51	0.011	0.002	4.5	12.0	3.02	0.012
W3	0.008	0.32	0.51	0.008	0.003	6.5	12.0	2.95	0.011
W4	0.009	0.33	0.51	0.006	0.003	8.9	12.3	3.06	0.011
W5	0.015	0.33	0.51	0.015	0.003	12.0	12.5	3.01	0.011
W6	0.008	0.31	0.82	0.012	0.003	9.8	5.0	0.39	0.005
W7	0.008	0.33	0.82	0.013	0.003	9.7	9.0	2.59	0.012
W8	0.008	0.33	0.51	0.012	0.004	9.8	12.5	2.61	0.019
W9	0.008	0.33	0.51	0.011	0.003	9.1	14.5	3.05	<0.001
W10	0.004	0.21	0.40	0.008	0.001	9.0	—	0.11	0.005
W11	0.009	0.32	0.49	0.008	0.001	9.5	7.5	2.99	0.010
W12	0.009	0.32	0.49	0.008	0.001	5.5	7.5	2.99	0.010

表 8

試 母 番 材	7分	溶 接 金 属 の 化 学 組 成 (単位: 質量%, 残部: Fe、不純物)												
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	O	sol. Al	N	その他
1	V	0.008	0.23	0.46	0.011	0.002	4.02	14.34	3.08	0.005	0.026	0.012	0.008	V:0.015, Cu:0.18
2	V	0.009	0.22	0.46	0.010	0.002	4.86	14.35	3.04	0.005	0.025	0.011	0.008	V:0.015, Cu:0.18
3	V	0.008	0.22	0.46	0.009	0.002	5.66	14.35	3.02	0.005	0.026	0.010	0.010	V:0.015, Cu:0.18
4	V	0.008	0.23	0.46	0.007	0.002	6.62	14.34	2.99	0.005	0.027	0.012	0.009	V:0.015, Cu:0.18
5	V	0.011	0.23	0.46	0.012	0.002	7.86	14.51	3.04	0.005	0.025	0.013	0.008	V:0.015, Cu:0.18
6	V	0.008	0.22	0.58	0.010	0.002	7.00	11.53	1.99	0.003	0.024	0.011	0.012	V:0.015, Cu:0.18
7	V	0.008	0.23	0.58	0.011	0.002	6.93	13.14	2.87	0.005	0.026	0.012	0.008	V:0.015, Cu:0.18
8	V	0.008	0.23	0.46	0.010	0.003	6.96	14.53	2.88	0.016	0.024	0.015	0.009	V:0.015, Cu:0.18
9	V	0.008	0.23	0.46	0.010	0.002	6.71	15.33	3.06	0.001	0.028	0.012	0.010	V:0.015, Cu:0.18
10	W	0.006	0.22	0.45	0.008	0.001	7.78	7.82	0.68	0.002	0.025	0.013	0.011	V:0.015, Cu:0.18
11	W	0.007	0.22	0.45	0.008	0.001	7.50	9.78	0.78	0.002	0.025	0.012	0.008	V:0.015, Cu:0.18
12	V	0.008	0.25	0.46	0.007	0.002	7.02	14.02	3.06	0.005	0.044	0.011	0.009	V:0.011, Cu:0.14
13	V	0.008	0.24	0.62	0.010	0.002	7.53	10.44	1.73	0.003	0.045	0.012	0.009	V:0.011, Cu:0.14
14	V	0.008	0.25	0.62	0.011	0.002	7.45	12.38	2.83	0.006	0.046	0.010	0.010	V:0.011, Cu:0.14
15	V	0.008	0.25	0.47	0.011	0.003	7.51	14.11	2.84	0.010	0.046	0.012	0.011	V:0.011, Cu:0.14
16	V	0.008	0.25	0.62	0.010	0.002	8.58	12.28	2.73	0.006	0.055	0.010	0.009	V:0.011, Cu:0.14
17	V	0.008	0.23	0.45	0.009	0.001	6.86	12.48	3.05	0.005	0.035	0.014	0.008	V:0.015, Cu:0.18
18	V	0.008	0.23	0.45	0.009	0.001	7.50	11.65	3.03	0.005	0.050	0.012	0.009	V:0.010, Cu:0.15
19	V	0.008	0.23	0.45	0.009	0.001	5.22	12.48	3.05	0.005	0.025	0.012	0.010	V:0.010, Cu:0.15

溶接金属の耐溶接高温割れ性は、上記の溶接鋼管の溶接金属部における割れの発生の有無によって調査した。そして、耐溶接高温割れ性評価は、割れが認められなかった場合を良好「○」、割れが認められた場合を不良「×」として表示した。

- 5 引張試験用の試験片は、JIS Z 2201に規定される5号引張試験片であり、平行部の長さが110mm、評点間距離が100mmとした。試験片は、平行部に溶接金属、溶接熱影響部および母材が含まれるように、溶接線に直交する方向に採取した。試験温度は室温である。試験結果は、母材部で破断したものを良好「○」、溶接金属部
- 10 で破断したものを不良「×」として表示した。

- 靱性測定用のシャルピー衝撃試験片は、各々の溶接継手から溶接ビードと直交する方向に採取した。試験片の形状は、実施例2の場合と同じであり、試験片のノッチ部は溶接金属の中央部に一致するように加工した。試験温度は-30℃で、靱性はその温度における吸収エネルギー $v E_{30c}$ で評価した。靱性の評価は、吸収エネルギーが50J
- 15 以上の場合を良好「○」、50J未満の場合を不良「×」として表示した。

- 耐サワー性試験用の試験片の形状は、厚さ5mm、幅20mm、平行部長さ165mmの板状である。試験片は、溶接線に直交する方向
- 20 から、試験片の長さ方向の中央に溶接線（溶接ビードの中央部）が位置するように採取した。溶接ビードの余盛りについては、片面にそのまま残し、裏面は平滑に研削した。曲げ応力の付与方法およびオートクレーブ処理条件は、前記のとおりである。

- 加工性は、突き合わせ溶接した鋼板を、板厚の2倍の曲率半径で曲
- 25 げる試験によって評価した。試験結果は、割れ、座屈等が生じなかった場合は加工性が良好「○」、それ以外の場合は加工性不良「×」と

して表示た。

表 9 に試験結果をまとめて示す。

5

10

15

20

25

表 9

試 番	溶接条件		溶接金属の化学組成、金属組織						溶接継手の材料特性*2				溶接金属 靱性(J) (VE-30℃)
			母材	フ ラ ク ス 塩 基 度	f(5)式 の値*3	f(5')式 の値*4	f(6)式 の値*5	金属組織(体積%)		引張試験成績	溶接高温割性	加工性	
	マルテンサイト	オーステナイト											
1	V	W1	高	10.6	7.3	24.7	100	0	○	○	○	○	21
2	V	W2	高	9.1	7.5	26.1	85	15	○	○	○	○	45
3	V	W3	高	7.7	7.3	27.6	85	15	○	○	○	○	41
4	V	W4	高	6.1	7.1	29.3	80	20	○	○	○	○	65
5	V	W5	高	4.2	7.5	31.7	60	40	×	○	○	○	79
6	V	W6	高	1.6	7.7	26.1	85	15	○	○	○	○	88
7	V	W7	高	4.2	7.3	28.5	80	20	○	○	○	○	76
8	V	W8	高	5.6	7.7	29.9	75	25	○	○	○	○	71
9	V	W9	高	7.0	6.8	30.5	65	35	×	○	○	○	47
10	W	W10	高	-4.7	7.5	22.5	98	0*6	-	×	-	-	-
11	W	W10	低	-2.2	7.5	24.1	98	0*6	-	×	-	-	-
12	V	W4	低	5.1	3.3	29.7	80	20	○	○	○	○	23
13	V	W6	低	-0.6	3.1	25.7	85	15	○	○	○	×	65
14	V	W7	低	2.5	2.9	28.6	75	25	○	○	○	○	59
15	V	W8	低	4.2	2.9	30.5	65	35	×	○	○	○	18
16	V	W7	低	0.4	0.9	29.6	70	30	○	○	○	○	45
17	V	W11	高	3.9	5.3	27.9	85	15	○	○	○	○	65
18	V	W11	低	1.9	2.0	28.2	80	20	○	○	○	○	84
19	V	W12	高	6.7	7.5	24.9	95	5	○	○	×	○	60

*1: "—"印は試験を省略したことを示す。

*2: ○印は良好、×は不良であったことを示す。

*3: f(5)=Cr+Mo-1.7Ni,

*4: f(5')=13-220×O (oxygen)

*5: f(6)=Cr+Mo+1.8Ni

*6: フェライト相: 2%

本発明で規定する（５）式および（６）式をいずれも満足する試番
４、６－８、１４および１６－１８については、耐サワー性、靱性、溶
接高温割れ性、加工性および引張特性のすべての特性が良好であった。
ただし、試番１３は、（５）式、（６）式を満足するものの、溶接金属
５のＣｒ含有量が１０．４％で低めであったために、耐サワー性に劣って
いた。この結果から、溶接金属に耐サワー性を持たせるためには、
（５）式、（６）式を満足すると同時に、Ｃｒ含有量を１１％以上にす
るのがよいことが確認された。

上記以外の試番については、（５）式、（６）式の少なくとも一方を
１０満足しないために、試番５を除き、耐サワー性と靱性のうちの少なくと
も一方の特性が劣っていた。なお、試番５については、溶接金属部のオ
ーステナイト相が４０体積％と多い場合で、耐サワー性、靱性は良好で
あったが、引張強さが低すぎた。

１５ 産業上の利用の可能性

本発明のマルテンサイト系ステンレス鋼溶接鋼管は、大径厚肉の溶接
鋼管であるにもかかわらず、管内面の溶接部の耐食性、特に耐ＳＣＣ性
に優れる。また、化学組成の選択によって、耐サワー性、靱性、溶接高
温割れ性を向上させることもできる。したがって、脱水処理が省略され
２０た、金属を腐食する作用の強い原油や天然ガスを輸送するパイプライン
用の鋼管として極めて好適である。

請求の範囲

1. 質量%で、C : 0.05%以下、Cr : 9-20%を含み、金属組織がマルテンサイト相単相、またはフェライト相を含むマルテンサイト相主体のステンレス鋼の母材と、質量%で、C : 0.1%以下、Cr : 7-20%を含み、金属組織がオーステナイト相を含むマルテンサイト相主体のステンレス鋼のシーム部の溶接金属で構成され、内面のシーム部の溶接ビードが、下記(1)式を満足するマルテンサイト系ステンレス鋼溶接鋼管。

$$10 \quad L \leq 0.2 \times W \quad (1)$$

ここで、L : シーム部のうち、下記(2)式で求められる値hが

1.25を超える部分のビード長さ

$$h = \{1 + (2 \times H / W)\} \times YS_{B100} / YS_{W100} \quad (2)$$

ただし、H : ビードの管内面からの高さ(mm)

$$15 \quad W : \text{ビードの幅(mm)}$$

YS_{B100} : 100℃での母材の耐力(MPa)

YS_{W100} : 100℃での溶接金属の耐力(MPa)

2. 母材および溶接金属の金属組織が、体積%で、母材はマルテンサイト相55-90%、フェライト相10-45%、溶接金属はマルテンサイト相70-95%、オーステナイト相5-30%で、母材および溶接金属の化学組成が下記のとおりである請求項1に記載の溶接鋼管。

質量%で、

- 母材 Si : 0.01-1%、 sol.Al : 0.001-0.1%、
 25 Mn : 0.05-2%、 V : 0-0.5%、
 Ni : 0-9%、 Zr : 0-0.5%、

- Mo : 0 - 5 %、
 W : 0 - 6 %、
 Cu : 0 - 5 %、
 Ca : 0 - 0.05 %、
 Mg : 0 - 0.05 %、
 Ti : 0.1 %以下、
 残部 : Fe、不純物、
- 5 溶接金属 Si 0.01 - 1 %、 sol.Al : 0.001 - 0.1 %、
 Mn : 0.05 - 2 %、 V : 0 - 0.3 %、
 Ni : 0 - 10 %、 Zr : 0 - 0.3 %
 Mo : 0 - 5 %、 Ca : 0 - 0.03 %、
 W : 0 - 3 %、 Mg : 0 - 0.03 %、
 10 Cu : 0 - 3 %、 Ti : 0.1 %以下、
 残部 : Fe、不純物、

ここで、不純物中のP、SおよびO（酸素）含有量は、母材、溶接金属ともにP : 0.025 %以下、S : 0.01 %以下、O : 0.01 %以下であり、N含有量は母材0.02 %以下、溶接金属0.05 %以下
 15 である。

3. 母材のCr、NiおよびTi含有量が、質量%で、Cr : 11 - 20 %、Ni : 3 - 7 %、Ti : 0.05 %以下であり、かつ下記（3）および（4）式を満足する請求項1または2に記載の溶接鋼管。

$$20 \quad Cr + 1.5Mo - Ni - 0.4Cu - 14 \geq 0 \quad (3)$$

$$Cr + 1.5Mo - 2Ni - 0.8Cu - 12.5 \leq 0 \quad (4)$$

4. 母材のCr、Ni、MoおよびTi含有量が、質量%で、Cr : 15 - 20 %、Ni : 4 - 7 %、Mo : 1.5 - 4 %、Ti : 0.015 %以下、溶接金属のCr、Ni、Mo、WおよびTiの含有量が、質量%で、Cr : 11 - 18 %、Ni : 5 - 10 %、Mo : 1.5 - 4 %、
 25 W : 0 - 4 %、Ti : 0.03 %以下であり、かつ溶接金属の化学組成

が下記（５）および（６）式を満足する請求項１から３のいずれかに記載の溶接鋼管。

$$-1 \leq Cr + Mo - 1.7Ni \leq 13 - 220 \times O \text{ (酸素)} \quad (5)$$

$$25 \leq Cr + Mo + 1.8Ni \leq 30 \quad (6)$$

5

５．母材とシーム部の溶接金属がそれぞれ下記の化学組成を備える請求項１または２に記載の溶接鋼管。

質量％で、

10	母材	C : 0.05%以下、	Cu : 0-3%、
		Si : 0.5%以下、	V : 0-0.3%
		Mn : 1%以下、	Ca : 0-0.01%、
		Cr : 9-17%、	Ti : 0.1%以下、
		Ni : 0-9%、	残部 : Fe、不純物、
		W : 0-1%、	
15	溶接金属	C : 0.05%以下、	Cu : 0-3%、
		Si : 0.5%以下、	V : 0-0.2%、
		Mn : 1%以下、	Ca : 0-0.01%、
		Cr : 9-20%、	B : 0-0.01%、
		Ni : 0-9%、	Ti : 0.1%以下、
20		W : 0-3%、	残部 : Fe、不純物

６．脱水処理が省略された原油または天然ガスの搬送用ラインパイプへの請求項１から５のいずれかに記載された溶接鋼管の使用。

25

図 1

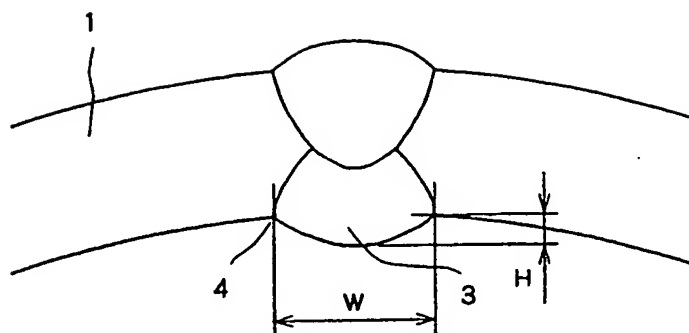


図 2 A

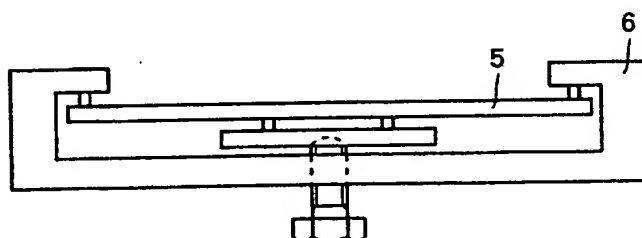
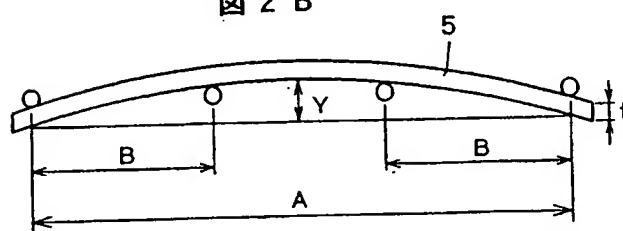


図 2 B



$$Y = (\sigma / E + 0.002) (A^2 - 4 B^2) / 12 t$$

σ : 曲げ応力

E : ヤング率

図 3

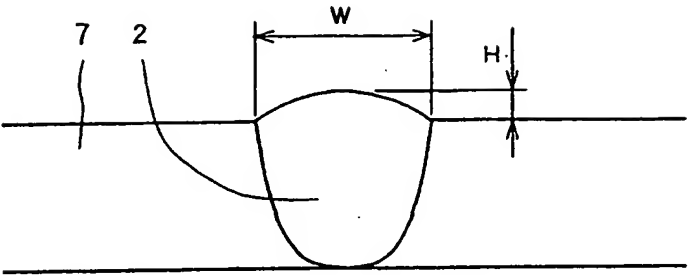


図 4

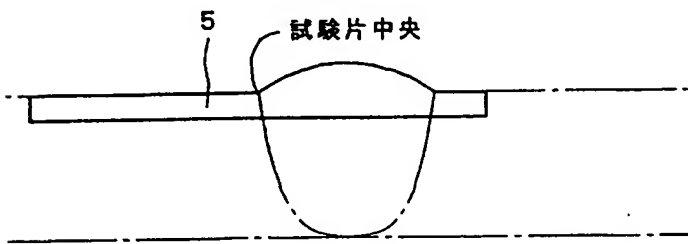
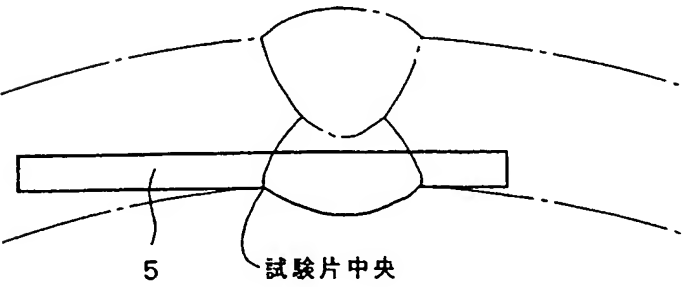


図 5



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP00/05296

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ B23K9/02, 9/23

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ B23K9/02, 9/23

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho 1926-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2000

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2000 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2000

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP, 6-299233, A (Hitachi Ltd.), 25 October, 1994 (25.10.94) (Family: none)	1-6
A	JP, 9-29429, A (Toshiba Corporation), 04 February, 1997 (04.02.97) (Family: none)	1-6

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
31 October, 2000 (31.10.00)Date of mailing of the international search report
07 November, 2000 (07.11.00)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JP00/05296

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
Int. Cl⁷ B23K9/02, 9/23

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))
Int. Cl⁷ B23K9/02, 9/23

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの
 日本国実用新案公報 1926-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2000年
 日本国実用新案登録公報 1996-2000年
 日本国登録実用新案公報 1994-2000年

国際調査で使用了電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP, 6-299233, A (株式会社日立製作所) 25. 10 月. 1994 (25. 10. 94), ファミリーなし	1-6
A	JP, 9-29429, A (株式会社東芝) 04. 02月. 199 7 (04. 02. 97), ファミリーなし	1-6

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日
31. 10. 00

国際調査報告の発送日
07.11.00

国際調査機関の名称及びあて先
 日本国特許庁 (ISA/JP)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)
 神崎 孝之 印
 3P 9037
 電話番号 03-3581-1101 内線 3364